Alloy 182/低合金鋼溶接境界部での き裂停留挙動に及ぼす酸化物形成の影響*

水谷 晃**, 酒井潤一***

** 早稲田大学 基幹理工学研究科

*** 早稲田大学 理工学術院

Effect of Oxide Formation on SCC Arrest Behavior at the Fusion Line Between Alloy 182 Weld and Low Alloy Steel Based Metal*

Ko Mizutani** and Jun'ichi Sakai***

** School of Fundamental Science and Engineering, Waseda University

*** Faculty of Science and Engineering, Waseda University

This study was carried out to clarify the SCC arrest behavior at the fusion line between Alloy 182 weld and low alloy steel based metal in distilled water under high temperature and high pressure conditions. The specimen used was low alloy steel based metal overlaid with Alloy 182 weld. CBB test was conducted in the autoclave at the temperature of 288°C, the pressure of 8 MPa, the electric conductivity of introduced water with less than 10 $\mu\text{S}/\text{m}$ and dissolved oxygen concentration with 8 ppm. The results of CBB test were that all cracks were arrested at the fusion line and sphere-shaped oxide on low alloy steel based metal side were found. According to the relationship between the weld thickness of Alloy 182 and the oxide size, the larger weld thickness of Alloy 182 the larger the oxides become. It suggests that the galvanic effect caused by difference of potential between Alloy 182 weld and the low alloy steel based metal may have affected the results.

Key words : Ni-based alloy, low alloy steel, stress corrosion cracking, galvanic corrosion

1. 緒 言

原子炉では Ni 基溶接金属 (Alloy 182) と低合金鋼溶接部において, Alloy 182 側にき裂が発生することが報告されている^{1), 2)}. 現在, Alloy 182 から低合金鋼へのき裂進展の可能性の有無が検討されている. 原子炉冷却水模擬環境での CBB (Crevice Bent Beam) 試験結果では, Alloy 182 表面で発生, 進展したき裂は, 低合金鋼との境界で停留, 液だまりのように横に広がった³⁾. 本研究は, CBB 試験における酸化物形成挙動の経時変化を調査し, き裂停留に及ぼす酸化物成長挙動の影響を明らかにした.

2. 実 験 方 法

供試材は Alloy 182 を低合金鋼に肉盛溶接したものから採取した. 供試材には PWHT (Post Weld Heat Treatment) として 615°C/10 h の熱処理を施した. Alloy 182, 低合金鋼の化学成分を Table 1, Table 2 に示す. CBB 試験用試験片は, Fig. 1 に示すように Alloy 182/低合金鋼肉盛溶接材溶融線近傍部を 10 mm¹ × 50 mm¹ × 2 mm¹ のサイズで採取した. この時, Alloy 182 部に発生するき裂の低合金鋼への進展の影響を見るため, 試験片の板厚方向での Alloy 182 の割合を長手方向で連続的に変化させた. その試験片を Alloy 182 が表面になるようにグラフアイ

Table 1 Chemical composition of Alloy 182 [mass%].

C	Si	Mn	P	S	Fe	Cr	Ni	Nb
0.05	0.4	6.5	0.004	0.006	7.23	14.7	68.9	1.5

Table 2 Chemical composition of Low Alloy Steel [mass%].

C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo
0.20	0.24	1.41	0.009	0.004	0.12	0.65	0.13	0.54

トファイバーウールとともに挟み込み, その後, 試験温度 288°C, 圧力 8.0 MPa, 入口側導電率 10 $\mu\text{S}/\text{m}$ 以下, 溶存酸素濃度 8 ppm の高温純水環境中で 500 h, 1000 h, 2000 h, 4000 h の浸漬試験を行った. CBB 試験後, 10 mm 幅の試験片を長手方向に 4 分割し, 得られた 3 断面を SEM 観察した. また, Alloy 182 厚さ (酸化物が形成した位置における Alloy 182 表面から溶融境界までの距離と定義) と界面低合金鋼側に形成された酸化物の大きさを測定した. ここで, 酸化物の大きさは観察断面での酸化物の面積とし, おおむね円形であることから, 断

Fig. 1 Specimen size and configuration of CBB test.

* 第 58 回材料と環境討論会 (名古屋, 2011 年) で発表

, * 〒169-8555 東京都新宿区大久保 3-4-1 (3-4-1, Ohkubo, Shinjuku-ku, Tokyo, 169-8555 Japan)

Fig. 2 SEM image of sphere oxide after CBB test.

面積の近似半径から円の面積で求めた。

3. 実験結果及び考察

CBB 試験の結果、き裂は Alloy 182 側で発生・進展し溶融線の低合金鋼側に球状の酸化物を形成し、その後の低合金鋼でのき裂進展は全ての条件において認められなかった。代表的な酸化物の SEM 写真を Fig. 2 に示す。また、Alloy 182 厚さと低合金鋼側で観察された球状酸化物の大きさの経時変化についてまとめた結果を Fig. 3 に示す。

Fig. 3 のそれぞれの図中に示す点線は、Alloy 182 厚さに対する酸化物の大きさの最大値を示している。これよ

Fig. 4 The relationship between the weld thickness of Alloy 182 and the oxide size.

り、Alloy 182 厚さが厚いほど、酸化物の大きさの最大値が大きくなることになった。Alloy 182 厚さと酸化物の大きさの概略図を Fig. 4 に示す。また、Fig. 4 のそれぞれの図中に丸で示す 4 点は、Alloy 182 厚さが 180 μm , 200 μm , 420 μm , 830 μm のき裂に形成した酸化物の大きさを示している。これら 4 点に関して、試験時間と酸化物の大きさをまとめたものを Fig. 5 に示す。Fig. 5 より、2000 h までは Alloy 182 厚さが厚いほど酸化物の大きさが増大したが、4000 h では酸化物の大きさの増大は見られなかった。また、Fig. 5 において 500 h で酸化物の形成が開始しているように見えるが、実際は、Alloy 182 厚さが厚ければ厚いほど、き裂が溶融線に到達する時間は遅いと考えられる。Fig. 3 の実験データをプロットすると 500 h ではいずれの時間において 0 である。

これらのことから、Alloy 182 厚さが厚く、き裂が溶融線に達してから（酸化物を形成し始めてから）の時間が短い方が酸化物が大きくなることになった。ここで、

Fig. 3 Test period dependency on the relationship between the weld thickness of Alloy 182 and the oxide size with time.

Fig. 5 Relationship between time and oxide size.

Alloy 182 のき裂壁面をカソードサイト，低合金鋼の酸化物壁面をアノードサイトとすると，カソードサイト面積の増大に伴ってアノードサイト面積が増大していることから，Alloy 182 及び低合金鋼間の galvanic 効果によって腐食が加速されている可能性が考えられた。

galvanic 効果を考慮すると，以下の可能性が示唆される．き裂が溶融線に達し酸化物を形成しはじめる時点では，アノード面積に対するカソード面積が大きいため，galvanic 効果が大きく，腐食が促進されることで，き裂進展速度より溶解速度が速くなり，き裂の停留が起こる．そして，時間経過によって酸化物が成長すると，アノー

ド面積に対するカソード面積が小さくなる，つまり galvanic 効果が小さくなり腐食が加速されなくなるため，低合金鋼の通常腐食になる．結果，低合金鋼の腐食速度は無視できる程小さいため，酸化物は一定の大きさに収束すると考える．

4. 結 言

(1) 原子炉内温度 288℃での CBB 試験の結果より，Alloy 182 厚さが厚いほど酸化物の大きさは大きくなった。

(2) Alloy 182 及び低合金鋼の間での galvanic 効果を考慮すると，き裂が溶融線に達し酸化物を形成しはじめる時点では，galvanic 効果により腐食が促進されることで，き裂の停留が起こり，酸化物が成長すると，galvanic 効果による腐食の加速が小さくなるため，酸化物は一定の大きさに収束するという可能性が示唆された。

謝 辞

本研究の一部は，BWR 7 電力からの(社)腐食防食協会受託研究の一環として実施したものである。

参 考 文 献

- 1) T. Aoki, S. Hattori, H. Anzai, H. Sumimoto, *Maintenology*, 4, 34, (2005).
- 2) K. Takeuchi, M. Hayashi, Proc. of the annual meeting of JSME/MMD, p.437, (2000).
- 3) K. Mizutani, J. Sakai, Proc. 57th Jpn. Conf. Materials and Environments, p.83, JSCE (2010).

(Manuscript received October 31, 2011;
in final form December 19, 2011)

要 旨

本研究は，高温高圧純水環境下における Alloy 182/低合金鋼境界部でのき裂停留メカニズムを明らかにすることを目的とした．試験片は Alloy 182 を低合金鋼に肉盛溶接したものを使用した．試験温度 288℃，圧力 8.0 MPa，入口側導電率 10 μS/m 以下，溶存酸素濃度 8 ppm のオートクレープ中で行った CBB 試験の結果より，Alloy 182 側で発生・進展し溶融線まで達したき裂はすべて低合金鋼側で球状の酸化物を形成し，LAS 上でのき裂伝播は認められなかった．CBB 試験後，Alloy 182 厚さと酸化物の大きさの関係を分類したところ，形成した酸化物の大きさは Alloy 182 厚さが厚いほど大きくなった．その原因として，Alloy 182 及び低合金鋼の電位差による galvanic 効果が考えられた。

キーワード Ni 基合金，低合金鋼，応力腐食割れ，ガルバニック腐食